بررسی تأثیر عملیات حرارتی همگن‌سازی به‌روش ذوب جزئی بر خواص مکانیکی و ریزساختار چدن‌های نشکن آس‌تمپر شده *

مسعود مصلایی‌پور [۱] عصمت داستان‌پور [۲] مهدی دهقان [۳]

چکیده

خواص مکانیکی و قابلیّت ماشین‌کاری چدن نشکن آس‌تمپر شده وابستگی زیادی به ترکیب شیمیایی و توزیع عناصر آلیاژی در زمینه‌ی آن دارند. از جمله عوامل مؤثر در افت خواص مکانیکی چدن نشکن می‌توان به جدایش ایجاد شده در حین انجماد اشاره کرد که اثرات نامطلوبی بر کارایی عملیات حرارتی آس‌تمپر دارد. در این پژوهش، از عملیات حرارتی همگن‌سازی به‌روش ذوب جزئی برای همگن کردن توزیع عناصر آلیاژی در زمینه‌ی چدن نشکن و کاهش مقدار فاز آستنیت باقیمانده‌ی ناپایدار در آن استفاده شد. مطالعات ریزساختاری به‌کمک میکروسکپ‌های نوری و الکترونی روبشی و تحلیل‌های فازی پراش اشعه‌ی X نشان دادند که انجام فرایند همگن‌سازی به‌روش ذوب جزئی باعث یکنواختی ریزساختار نمونه‌ها و کاهش مقدار فاز آستنیت باقی‌مانده ناپایدار در آن‌ها می‌شود. افزون بر این، بررسی نتایج آزمون‌های کشش، ضربه و شکست‌نگاری سطح نمونه‌ها بهبود خواص مکانیکی نمونه‌های همگن شده را تأیید کردند.

واژه‌های کلیدی چدن نشکن، آس‌تمپر، جدایش، همگن‌سازی، ذوب جزئی، استحکام.

Study of the effect of Homogenization Treatment via Partial Melting on the Microstructure and Mechanical Properties of Austempered Ductile Iron

M. Mosallaee Pour E. Dastanpur M. Dehghan

Abstract

The chemical composition and uniform distribution of alloying elements in the matrix of austempered ductile irons (ADIs) have significant influences on their properties, e.g. segregation of the alloying elements have detrimental effects on the mechanical properties of these materials. Unlike previous studies, the homogenization treatment via partial melting was used in this study in order to reduce the segregation of alloying elements within the matrix. The optical and electron microscopic studies showed the efficiency of homogenization treatment using partial melting in lowering the amount of segregation in the matrix of ADI. The XRD phase analysis was used for estimating the fraction of phases. The results of Charpy impact and tensile tests as well as the fractographic examinations of the fractured samples before and after being homogenized indicated that the homogenization process with partial melting is an efficient method for improving the mechanical properties of ADIs.

Key Words Ductile iron, Austempering, segregation, homogenization, partial melting, strength.

---

* نسخه‌ی نخست مقاله در تاریخ ۹۰/٤/۱۸ و نسخه‌ی پایانی آن در تاریخ ۹۰/۱۰/۲٦ به دفتر نشریه رسیده است.

(۱) نویسنده‌ی مسوول: استادیار، دانشکده‌ی مهندسی متالورژی و معدن، دانشگاه یزد

(۲) دانش آموخته‌ی دوره‌ی کارشناسی، دانشکده‌ی مهندسی متالورژی و معدن، دانشگاه یزد

(۳) دانش آموخته‌ی دوره‌ی کارشناسی، دانشکده‌ی مهندسی متالورژی و معدن، دانشگاه یزد

مقدمه

ویژگی‌های چدن‌های نشکن آس‌تمپر شده (Austempered Ductile Irons, ADIs) از جمله خواص مکانیکی مطلوب، مقاومت به سایش خوب، قابلیّت ریخته‌گری و قیمت مناسب و مانند آن، باعث استفاده‌ی گسترده ار آن‌ها در صنایع مختلف از قبیل خودروسازی، ساخت تجهیزات نظامی، ساختمان‌سازی و نظیر آن شده است [1].

برای تولید این چدن‌ها، چدن نشکن ریخته شده مطابق با نمودار ITT در شکل (۱)، آس‌تمپر می‌شود. عملیات آس‌تمپر از چهار مرحله‌ی آستنیته کردن (I)، کوئنچ کردن تا دمای آس‌تمپر (II)، نگه‌داری در این دما برای تبدیل فاز آستنیت به آسفریت (مخلوط فریت و آستنیت) (III)، و سرد کردن تا دمای محیط (IV)، تشکیل شده است [2,3] .

مطالعات انجام شده در زمینه‌ی تشکیل ساختار آسفریت حین عملیات حرارتی آس‌تمپر نشان می‌دهند که واکنش تشکیل آن دو مرحله‌ای است (شکل ۲). مدّت زمان نگه‌داری نمونه در دمای آس‌تمپر می‌باید به‌گونه‌ای انتخاب شود تا مرحله‌ی اول واکنش ($\gamma \rightarrow \gamma hc + \alpha$) کامل انجام شده و از شروع مرحله‌ی دوم واکنش ($\gamma hc \rightarrow \alpha + carbide$) جلوگیری به‌عمل آید [3,4].

بهبود خواص چدن نشکن پس از مرحله‌ی اول واکنش آس‌تمپر، به توزیع یکنواخت فاز فریت سوزنی شکل در زمینه‌ی فاز آستنیت پایدار بستگی دارد. این در حالی است که در مرحله‌ی دوم واکنش، تشکیل ذرات کاربیدی در فصل مشترک فازهای زمینه باعث ایجاد مسیر آسان برای رشد ترک و کاهش چشم‌گیر انعطاف‌پذیری آلیاژ می‌شود [5,6].

سختی‌پذیری مناسب چدن نشکن اولیّه، یکی از مهم‌ترین عوامل کنترل کننده‌ی ریزساختار و خواص مکانیکی آن است. به‌این دلیل، ترکیب شیمیایی چدن نشکن می‌باید دقیقاً انتخاب شود. از عناصر آلیاژی افزوده شده به ترکیب شیمیایی چدن نشکن می‌توان به مولیبدن، منگنز، نیکل، مس و غیره اشاره کرد که با جلوگیری از وقوع استحاله‌ی آستنیت به پرلیت حین سرد کردن از دمای آستنیته کردن تا دمای آس‌تمپر و نیز، با افزایش فاصله‌ی زمانی میان دو مرحله از واکنش تشکیل آسفریت، باعث افزایش کارائی عملیات آس‌تمپر و سختی‌پذیری چدن نشکن می‌شوند [7,8].

جدایش و توزیع غیر یکنواخت عناصر آلیاژی، از جمله مشخصه‌های چدن نشکن ریخته شده هستند. وقوع این دو پدیده منجر به حلالیّت غیر یکنواخت کربن در مناطق مختلف زمینه و سختی‌پذیری متغیر ماده و نیز، تغییر سینتیک استحاله‌ی آس‌تمپر در نواحی مختلف ساختار می‌شود. این تغییرات افت خواص چدن‌های نشکن آس‌تمپر شده را به‌دنبال دارند [9,10]. مطالعات داتا و همکاران، [1]، نشان داده‌اند که عناصر کرُم، منگنز، مولیبدن و وانادیم جدایش مثبت داشته و تمایل به جدایش در پایان انجماد و در مناطق بین سلولی دارند. این در حالی است که عناصر سیلیسیم، مس و نیکل جدایش منفی داشته و تمایل به جدایش در ابتدای انجماد و در اطراف کره‌های گرافیت دارند. افزون بر این، بررسی‌های لین و همکاران، [12]، نشان داده‌اند که جدایش عناصر آلیاژی در چدن نشکن تأثیر زیادی بر سختی ندارد، امّا چقرمگی و ضربه‌پذیری آن را به‌شدّت تغییر می‌دهند. بنابراین، برای به‌دست آوردن چدن نشکن با خواص و کارایی مطلوب، کاهش میزان جدایش و یا جلوگیری از وقوع آن در زمینه ضروری است.

تحقیقات نشان داده‌اند که همگن‌سازی در حالت جامد و به‌روش‌های مرسوم تأثیر چندانی بر جدایش عناصر آلیاژی ندارد [13,14]. عدم انجام مطلوب همگن‌سازی در چدن‌های نشکن به‌روش‌های متعارف، انگیزه‌ای را برای انجام پژوهش حاضر در زمینه‌ی همگن‌سازی چدن نشکن به‌وسیله‌ی ذوب جزئی به‌وجود آورد. در این روش، انتخاب دمای

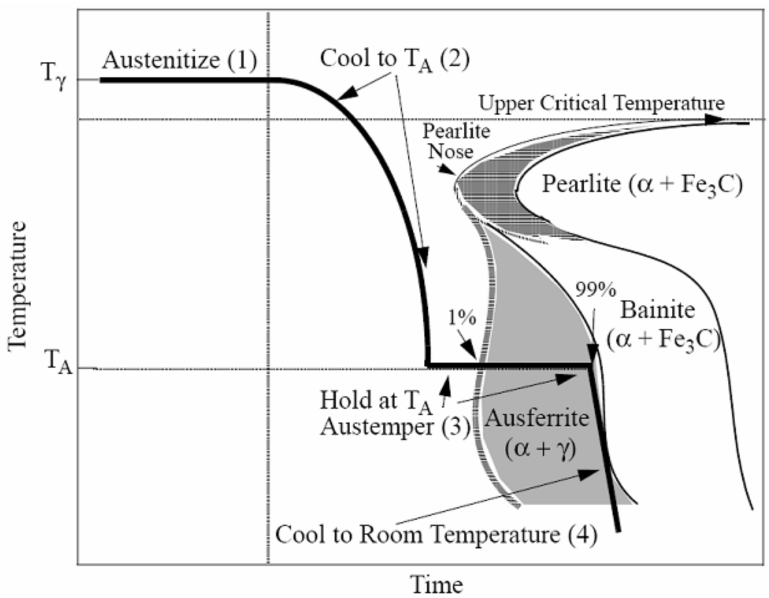
همگن‌سازی در محدوده دمای خط انجماد (solidus) منجر به تشکیل حوضچه‌های مذاب در نواحی بین سلولی در زمینه می‌شود و این، نفوذ سریع‌تر عناصر آلیاژی در فاز مذاب نسبت به فاز جامد و نیز، امکان کاهش میزان جدایش و یا حذف آن در زمینه‌ی چدن نشکن را فراهم می‌آورد [15].

روش تحقیق

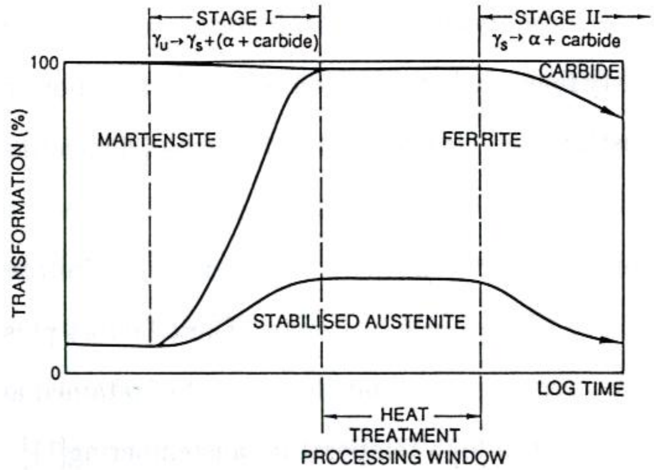
پس از تهیه و آماده‌سازی مواد اولیّه، فرایندهای ذوب کردن و آلیاژسازی چدن نشکن در کوره‌ی القایی فرکانس متوسط انجام شدند. فرایند کروی سازی چدن به‌وسیله‌ی فروسیلیسیم- منیزیم (49%Fe-45%Si-6%Mg) و به‌روش ساندویچی در پاتیل، و عمل جوانه‌زایی با استفاده از فروسیلیسیم (80%Fe-20%Si) انجام شد. نمونه‌های آزمون به‌صورت بلوکه‌های Y شکل درون قالب CO_2 ریخته شدند. ترکیب شیمیایی نمونه‌ی ریخته شده به‌کمک دستگاه کوانتومتری مدل ARL-3460 اندازه‌گیری شد، و نتیجه‌ی آن در جدول (۱) نشان داده شده است.

برای مطالعه‌ی شرایط همگن‌سازی به‌روش ذوب جزئی، نمونه‌هایی به ابعاد $10\times10\times10\ mm^3$ از نواحی مختلف درون شمش ریخته شده بریده شدند و در محدوده دمایی ۱۱۱۰ °C تا ۱۱۵۰ °C و بازه‌ی زمانی ۱۰ تا ۱۸۰ دقیقه عملیات حرارتی شدند.

برای بررسی تأثیر عملیات همگن‌سازی بر کارایی عملیات آس‌تمپر، نمونه‌ها در دو حالت همگن و همگن نشده آس‌تمپر شدند. عملیات آس‌تمپر شامل آستنیته کردن به‌مدّت ۹۰ دقیقه در دمای 900 °C، کوئنچ کردن در حمّام نمک مذاب با دمای 375 °C، نگه‌داری در آن به‌مدّت 120 دقیقه و سرد کردن در هوا تا دمای محیط بود. پس از هر مرحله از فرایندهای همگن‌سازی و آس‌تمپر، سطح نمونه‌ها مطابق با اصول استاندارد متالوگرافی آماده شده و سپس با محلول نایتال 2% ($2^{cc}\ HNO_3 + 98^{cc}\ CH_3OH$) به‌مدّت زمان ۳ تا ٤ ثانیه حکّاکی شدند. پس از این مرحله، ریزساختار نمونه‌ها بررسی شدند. مطالعات ریزساختاری به‌کمک میکروسکپ‌های نوری و الکترونی روبشی (مدل Philips-XL30) انجام شد.



شکل۱ نمودار ITT و سیکل عملیات حرارتی آس‌تمپر در چدن‌های نشکن [۱].



شکل ۲ تغییرات ریزساختار چدن‌های نشکن بر حسب مدّت زمان فرایند آس‌تمپر [۳]

جدول ۱ ترکیب شیمیایی نمونه‌های ریخته شده

عنصر	C	Si	Mn	Mg	Fe	P	S	Cu	Ni	Cr	etc
درصد وزنی (wt.%)	2.95	2.42	1.045	0.036	93.34	0.03	0.01	0.07	0.03	0.01	0.06

برای مطالعه‌ی کمّی و کیفی فازها در ریزساختار، از روش تحلیل فازی تفرق اشعه X (XRD) و تحلیل‌گر تصویری استفاده شد. تحلیل فازی XRD به‌وسیله‌ی دستگاه XPERT و با استفاده از پرتوی تک‌رنگ Cu-kα در محدوده دمایی ۲۰ ºC تا ۱۰۰ ºC و با نرخ پیش‌روی 0.05 ºC/s انجام شد.

به‌منظور ارزیابی تأثیر عملیات حرارتی همگن‌سازی به‌روش ذوب جزئی روی خواص مکانیکی نمونه‌ها، از آزمون‌های کشش و ضربه استفاده شد. نمونه‌های کشش مطابق با استاندارد ASTM-A897 تهیّه شدند و با نرخ کرنش ٤ 1/s تا ۱۰ 1/s کشیده شدند. نمونه‌های بدون شیار آزمون ضربه مطابق با استاندارد ASTM-8375 به ابعاد 10×10×55 mm^3 ساخته شدند و آزمون ضربه با استفاده از این نمونه‌ها انجام شد. شکست‌نگاری سطح شکست نمونه‌ها توسط میکروسکپ الکترونی روبشی مدل XL30 انجام شد.

نتایج و بحث

مطالعه‌ی ریزساختار نمونه‌ی ریخته شده. در شکل (۳)، ریزساختار چدن نشکن ریخته شده نشان داده شده است. ریزساختار این نمونه عمدتاً از کره‌های گرافیت (با درصد کروی بودن 7 ± 90%) درون زمینه‌ی فریت + پرلیت تشکیل شده است. دلایل کروی بودن گرافیت در ریزساختار چدن نشکن ریخته شده توسط محققان مختلف بررسی شده است. در این پژوهش، با توجه به ترکیب شیمیایی چدن در جدول (۱)، می‌توان به حضور عناصر گرافیت‌زا از جمله منیزیم و ایجاد بخارهای ناشی از تبخیر آن در تشکیل کره‌های گرافیت اشاره کرد [16].

اختلاف وضوح رنگ در شکل (۳- ب)، توزیع

غیر یکنواخت عناصر آلیاژی در زمینه و در نتیجه، تفاوت در حکّاکی نواحی مختلف در ریزساختار نمونه‌ی ریخته شده را نشان می‌دهد.

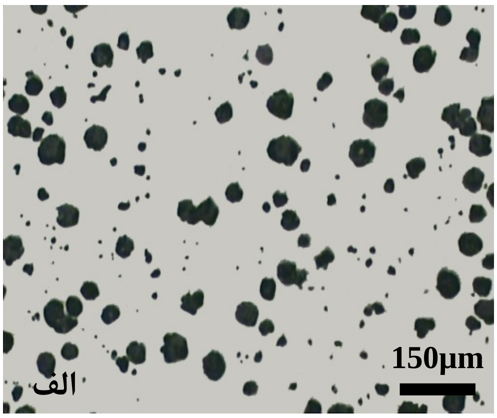
بررسی ریزساختار نمونه‌ی همگن‌سازی شده به‌روش ذوب جزئی. مطالعات ریزساختاری انجام شده عدم تشکیل فاز مذاب حین همگن‌سازی در دمای 1110 °C (شکل٤- الف تا ٤- پ) و تکمیل نشدن انجماد هم‌دما در نمونه‌های همگن شده در دمای 1140 °C (شکل٤- چ تا ٤- خ) را نشان دادند. برخلاف نمونه‌های همگن شده در این محدوده‌های دمایی، همگن‌سازی نمونه‌ها در دمای 5 °C ± 1130 باعث تشکیل حوضچه‌های مذاب در زمینه‌ی نمونه‌ها (شکل٤- ت و ٤- ث) و تکمیل انجماد این حوضچه‌ها در دمای همگن‌سازی (شکل٤- ج) پس از حدود 45 دقیقه نگه‌داری در دمای همگن‌سازی شده است.

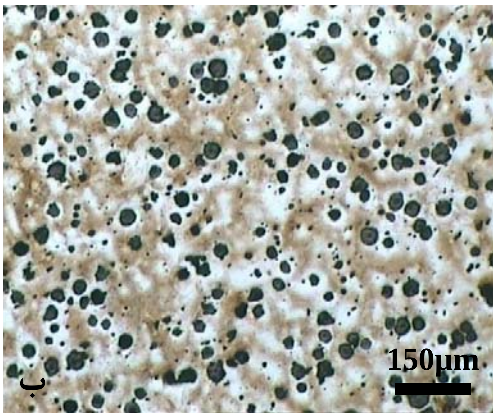
تشکیل حوضچه‌های فاز مذاب حین همگن‌سازی را می‌توان به تغییرات دمای استحاله‌ی یوتکتیک در زمینه‌ی چدن نشکن ریخته شده نسبت داد. به‌عبارت دیگر، توزیع غیر یکنواخت عناصر آلیاژی در زمینه‌ی چدن نشکن ریخته شده (به‌دلیل جدایش عناصر گرافیت‌زا نظیر سیلیسیم، مس و مانند آن در نواحی اطراف کره‌های گرافیت و جدایش عناصر کاربیدزا نظیر کُرم، منگنز و مانند آن در مناطق بین کره‌های گرافیت) مطابق با رابطه‌ی ۱ موجب کاهش و افزایش دمای استحاله‌ی یوتکتیک به‌ترتیب در نواحی بین و اطراف کره‌های گرافیت می‌شود. در رابطه‌ی ۱، دمای یوتکتیک بر حسب درصد وزنی عناصر آلیاژی بیان شده است [17]:

$$T_E\ (°C) = 1148 + 4\times\%Si + 5\times\%Cu + 8\times\%Al + 2\times\%Mn - 4\times\%Ni \quad (1)$$

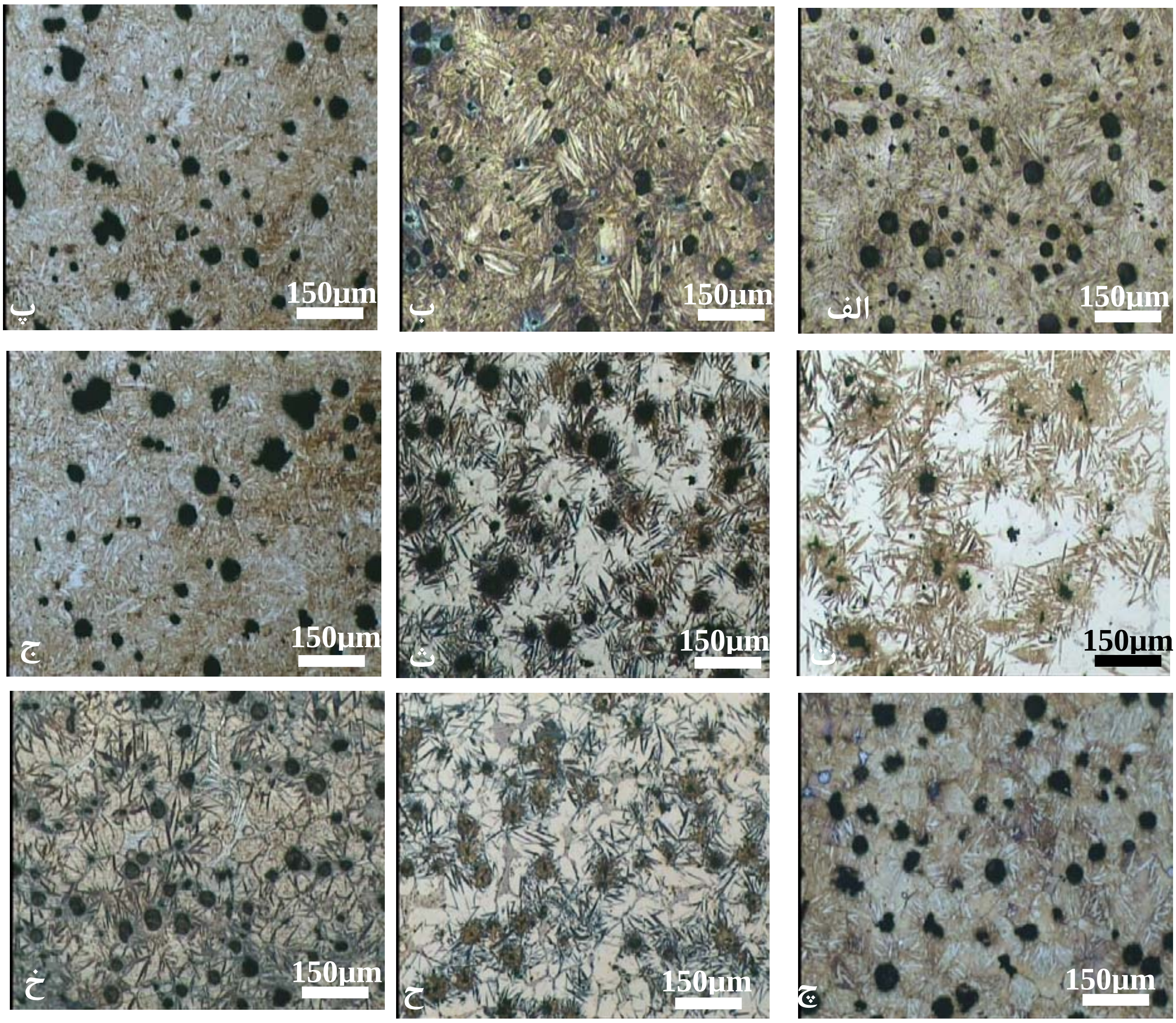
بنابراین، با انتخاب دمای همگن‌سازی بین این دو محدوده دمای استحاله‌ی یوتکتیک، حوضچه‌های مذاب در زمینه تشکیل می‌شوند.

عدم تشکیل حوضچه‌های فاز مذاب در نمونه‌های همگن شده در دمای کم‌تر از 1120 °C را می‌توان به‌دلیل پایین‌تر بودن دمای همگن‌سازی نسبت به حداقل دمای استحاله‌ی یوتکتیک در نواحی مختلف زمینه دانست. افزون بر این، تشکیل فاز مذاب در نمونه‌های همگن شده در دمای 5°C ± 1130 و بالاتر را نیز می‌توان به بالاتر بودن دمای همگن‌سازی نسبت به حداقل دمای استحاله‌ی یوتکتیک در زمینه‌ی نمونه‌ها مرتبط دانست.





شکل ۳ ریزساختار نمونه‌ی چدن نشکن ریخته شده؛ (الف): قبل از حکّاکی، (ب): بعد از حکّاکی



شکل٤ ریزساختار نمونه‌های همگن شده؛ (الف): 1110 °C/10 min، (ب): 1110 °C/30 min، (پ): 1110 °C/45 min، (ت): 1120 °C/10 min، (ث): 1120 °C/30 min، (ج): 1120 °C/45 min، (چ): 1140 °C/10 min، (ح): 1140 °C/30 min، (خ): 1140 °C/60 min. حرف L در تصویرهای این شکل فاز لدبوریت را نشان می‌دهد.

همگن‌سازی در دمای 5°C ± 1130 باعث قرارگیری نواحی بین کره‌های گرافیت در دماهای بالاتر از دمای استحاله‌ی یوتکتیک این نواحی شده و در نتیجه، حوضچه‌های مذاب در این نواحی ایجاد می‌شوند. تشکیل فاز لدبوریت در نواحی بین گرافیت در شکل ٤- ت نشان‌دهنده‌ی ایجاد فاز مذاب و انجماد آن حین سریع سرد شدن تا دمای محیط است.

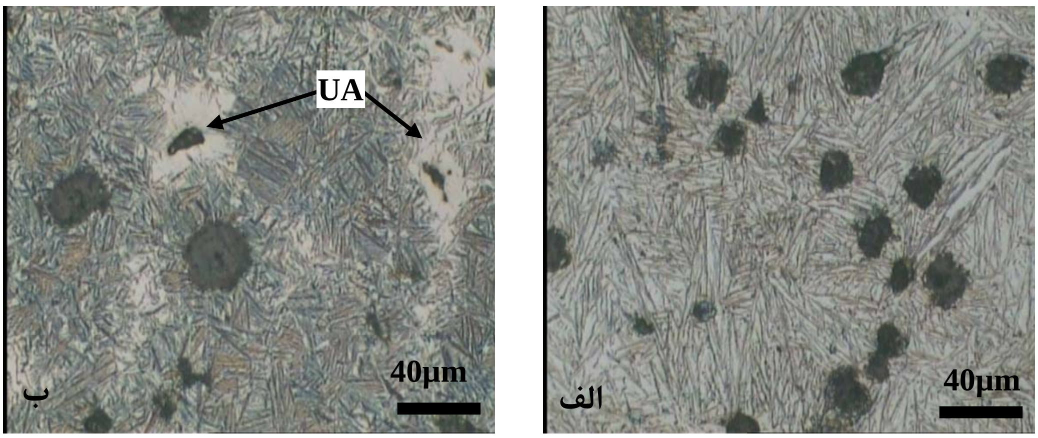
همان‌گونه که در شکل‌های (٤- ت) تا ٤- ج) دیده می‌شود، افزایش مدّت زمان نگه‌داری در دمای 5°C ± 1130 باعث کاهش میزان لدبوریت و یا ناپدید شدن آن در زمینه‌ی نمونه‌ها شده است، و این پدیده انجماد حوضچه‌های فاز مذاب در دمای همگن‌سازی (انجماد هم‌دما) را نشان می‌دهد. با افزایش مدّت زمان نگه‌داری نمونه‌ها در محدوده دمای فوق‌الذکر برای همگن‌سازی (1130 ± 5 °C)، نفوذ عناصر آلیاژی بین فاز مذاب و فاز جامد اطراف آن موجب تغییر ترکیب

شیمیایی (ورود عناصر گرافیت‌زا به حوضچه‌های مذاب و خروج عناصر کاربیدزا از آن‌ها) و در نتیجه، افزایش دمای یوتکتیک مربوط به حوضچه‌های مذاب می‌شود. در پایان و با افزایش دمای یوتکتیک در این نواحی نسبت به دمای همگن‌سازی، فاز مذاب به‌طور کامل در دمای همگن‌سازی منجمد می‌شود (تکمیل انجماد هم‌دما). بر خلاف انجماد فاز مذاب حین سرد شدن، سرد شدن نمونه‌هایی که انجماد هم‌دما در آن‌ها تکمیل شده است باعث وقوع جدایش در زمینه نمی‌شود. دلیل این رفتار، عدم حضور فاز مذاب و پس زده نشدن عناصرآلیاژی بین دو فاز مذاب و جامد حین سرد شدن می‌باشد.

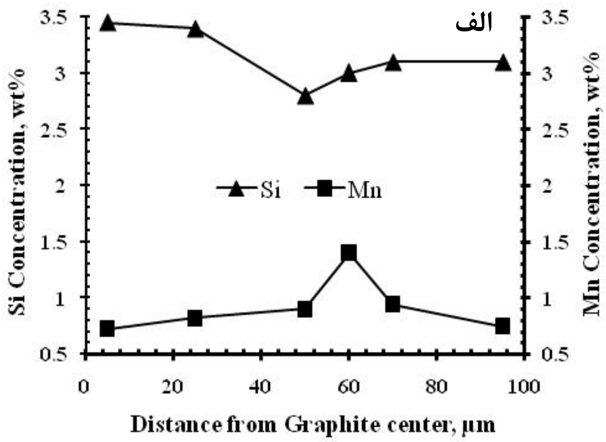
مطالعه‌ی عملیات آس‌تمپر نمونه‌ها قبل و بعد از همگن‌سازی. برای مطالعه‌ی تأثیر عملیات حرارتی همگن‌سازی به‌روش ذوب جزئی روی کارایی عملیات آس‌تمپر کردن، ریزساختار نمونه‌های آس‌تمپر شده در دو حالت همگن شده و نشده بررسی شد. شکل (۵) ریزساختار این نمونه‌ها را نشان می‌دهد. همان‌طور که در شکل (۵- الف) مشاهده می‌شود، نمونه‌ی همگن و آس‌تمپر شده دارای ساختار یکنواختی از آسفریت در زمینه است. توزیع نسبتاً یکنواخت عناصر آلیاژی و سختی‌پذیری یکسان نواحی مختلف زمینه در نتیجه‌ی همگن‌سازی را می‌توان دلیل این رفتار دانست. این در حالی است که در نمونه‌ی همگن نشده (شکل ۵- ب) و به‌دلیل توزیع غیر یکنواخت عناصر آلیاژی و سختی‌پذیری متفاوت نواحی مختلف در زمینه، ساختاری غیر یکنواخت و حاوی مقادیر قابل توجهی از آستنیت باقی‌مانده‌ی ناپایدار (فاز سفید رنگ) در زمینه به‌دست آمده است.

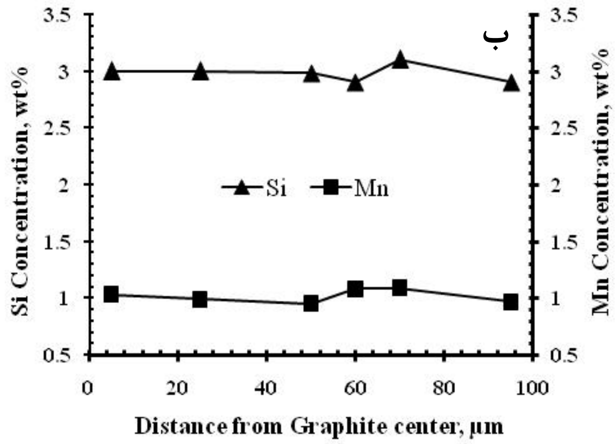
مطالعه‌ی توزیع عناصر آلیاژی در نمونه‌های آس‌تمپر شده در دو حالت همگن شده و نشده نیز کارایی عملیات همگن‌سازی به‌روش ذوب جزئی را نسبت به توزیع نسبتاً یکنواخت عناصر آلیاژی درون زمینه‌ی نمونه‌های همگن شده را نشان می‌دهد (شکل ٦).

نتایج تحلیل فازی XRD مربوطه به نمونه‌های همگن شده و نشده در شکل (۷) نشان داده شده‌اند. همان‌طور که در این شکل دیده می‌شود، ریزساختار نمونه‌ها از سه فاز آستنیت، مارتنزیت و فریت تشکیل شده است. به‌منظور بررسی کمّی و کیفی فازهای فریت و آستنیت در ریزساختار، از رابطه‌های ۲ تا ٤، [18]، و صفحه‌های $\alpha(211)$، $\alpha(200)$، $\gamma(311)$، $\gamma(200)$ و $\gamma(220)$ استفاده شد.



شکل ۵ (الف): ریزساختار چدن نشکن آس‌تمپر شده پس از عملیات همگن‌سازی در دمای 1120 °C به‌مدّت ۲ ساعت، (ب): ریزساختار چدن نشکن آس‌تمپر شده قبل از عملیات همگن‌سازی. (UA: آستنیت باقی‌مانده‌ی ناپایدار)





شکل ٦ تغییرات غلظت عناصر آلیاژی بین دو کره‌ی گرافیت،
(الف): قبل از همگن‌سازی، (ب): پس از همگن‌سازی

$$\frac{R_\gamma}{R_\alpha}\times\frac{I_\alpha}{I_\gamma}=\frac{C_\gamma}{C_\alpha} \quad (۲)$$

$$R=\left[P\times F^2\times\left(\frac{1+\cos 2\theta^2}{\cos\theta\times\sin\theta^2}\right)\times e^{-2M}\right]\times\frac{1}{V^2} \quad (۳)$$

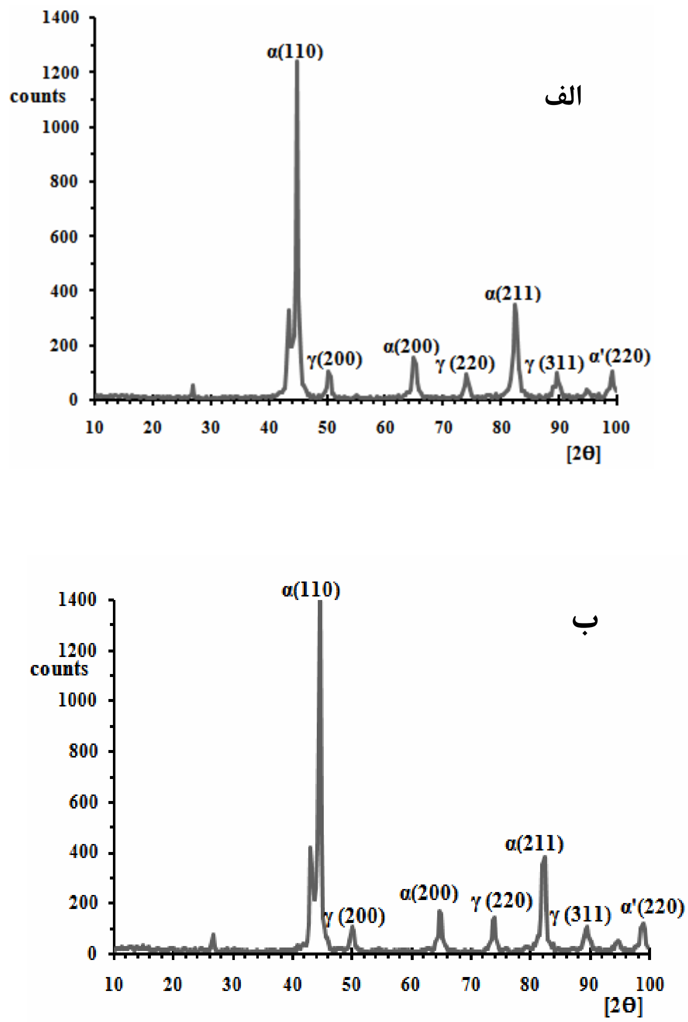
$$C_\gamma+C_\alpha=1 \quad (٤)$$

در این رابطه‌ها، I شدت پرتو، C_x کسر حجمی فاز x، P عامل چندگانگی، F عامل ساختاری، V حجم سلول واحد، e-2M عامل دما، و شاخص‌های α و γ به‌ترتیب نشان‌دهنده‌ی فازهای فریت و آستنیت هستند.

بررسی‌ها نشان دادند که فرایند همگن‌سازی موجب افزایش میزان فاز فریت و کاهش مقدار فاز آستنیت باقی‌مانده به‌میزان حدود ۱۳ درصد در نمونه‌های همگن شده می‌شود. افزایش فاز فریت در این نمونه‌ها، پیشرفت استحاله‌ی آس‌تمپر در نمونه‌های همگن شده را نشان می‌دهد، و این با مطالعات فوق‌الذکر هم‌خوانی دارد. انجام تحلیل تصویری نیز کاهش قابل ملاحظه‌ی فاز آستنیت باقی‌مانده‌ی ناپایدار (به‌میزان حدود 95 درصد) را در نمونه‌های همگن شده نشان داد.

ارزیابی خواص مکانیکی نمونه‌ها. نتایج حاصل از ارزیابی خواص مکانیکی نمونه‌ها قبل و بعد از فرایند همگن‌سازی در جدول (۲) ارائه شده‌اند.

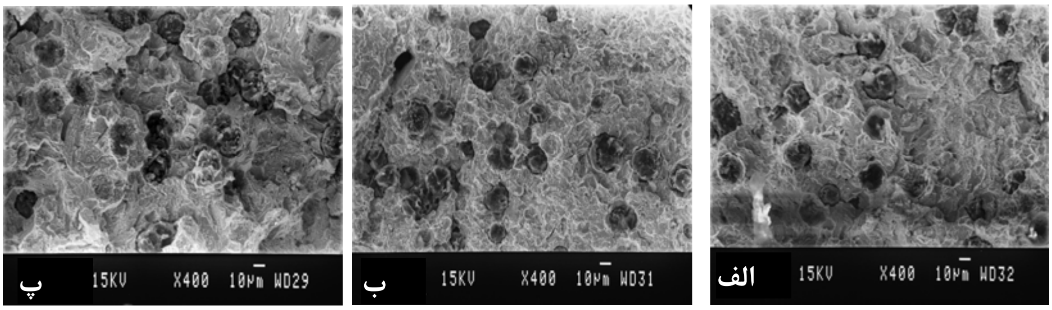
بهبود انرژی ضربه و استحکام کششی نمونه‌ها پس از همگن‌سازی در دمای 1130 °C به‌مدّت ۲ ساعت را می‌توان به‌دلیل توزیع نسبتاً یکنواخت عناصر آلیاژی و ایجاد ساختار یکنواخت آسفریت در این نمونه‌ها دانست. این تحلیل با نتایج مطالعات ریزساختاری مربوطه مطابقت دارد. کاهش شدید مقاومت به ضربه و استحکام کششی نمونه‌های همگن شده در دمای 1140 °C، به‌دلیل تشدید جدایش در نتیجه‌ی عدم تکمیل انجماد هم‌دما در این نمونه‌ها است، به‌گونه‌ای که با ایجاد ساختار غیر یکنواخت مراکز تمرکز تنش و مسیرهای آسان برای رشد ترک به‌وجود می‌آیند.



شکل۷ الگوی پراش اشعه‌ی X؛ (الف): نمونه‌ی همگن نشده،
(ب): نمونه‌ی همگن شده در دمای 1130 °C به‌مدّت ۲ ساعت

جدول ۲ انرژی ضربه و استحکام کششی نمونه‌های آس‌تمپر شده در شرایط مختلف همگن‌سازی به‌روش ذوب جزئی

نمونه	شرایط همگن‌سازی		خواص کششی		انرژی ضربه
	T (°C)	t (hr)	UTS (MPa)	EL (%)	J
همگن نشده	-	-	597±10	10.2±0.5	27
همگن شده	1110	2	600±15	10.5±1	28
	1130	1	633±15	11.3±1	30
	1130	2	724±20	11.8±0.8	35
	1140	2	475±10	8.77±1	18



شکل۸ سطوح شکست نمونه‌های چدن نشکن آس‌تمپر شده؛ (الف): بدون عملیات همگن‌سازی، (ب): پس از عملیات همگن‌سازی در دمای 1120 °C به‌مدّت ۲ ساعت، (پ): پس از عملیات همگن‌سازی در دمای 1140 °C به‌مدّت ۱ ساعت

مطالعه‌ی سطوح شکست نمونه‌های همگن شده و نشده (شکل (۸)) نیز نشان داد که انعطاف‌پذیری و درصد شکست نرم نمونه‌ها پس از عملیات همگن‌سازی به‌روش ذوب جزئی افزایش می‌یابند. وجود ناهمواری‌های زیاد سطحی در سطح شکست نمونه‌ی همگن شده (شکل ۸– ب) نشان‌دهنده‌ی وقوع تغییر شکل موم‌سان بیش‌تر در این نمونه در مقایسه با نمونه‌ی همگن نشده (شکل ۸– الف) است. در شکل (۸– پ) نیز می‌توان شکست ترد نمونه‌ی همگن شده در دمای 1140 °C را به وجود ساختار غیریکنواخت ناشی از عدم تکمیل انجماد هم‌دمای حوضچه‌های مذاب و ایجاد مسیرهای آسان برای رشد ترک نسبت داد.

نتیجه‌گیری

۱– انجام عملیات همگن‌سازی بر روی چدن به‌روش ذوب جزئی ضمن کاهش جدایش عناصر آلیاژی و توزیع یکنواخت آن‌ها، باعث بهبود کارایی عملیات آس‌تمپر، افزایش میزان فریت در زمینه و کاهش قابل ملاحظه‌ی میزان فاز آستنیت باقی‌مانده‌ی ناپایدار می‌شود.

۲– بهترین شرایط همگن‌سازی به‌روش ذوب جزئی در گستره‌ی دمایی 1130 ± 5 °C به‌مدّت 60 ± 10 min به‌دست آمد.

۳– همگن‌سازی در دماهای بالاتر از 1140 °C تشدید جدایش در ریزساختار و افت خواص مکانیکی نمونه‌های چدن نشکن آس‌تمپر شده را به‌دنبال داشت.

٤– انجام عملیات همگن‌سازی به‌روش ذوب جزئی موجب بهبود انرژی ضربه و استحکام کششی نمونه‌ها به‌ترتیب به‌میزان حدود 20 و 30 درصد شد.

٥– انجام عملیات همگن‌سازی به‌روش ذوب جزئی

درصد شکست ترد و کلیواژ در نمونه‌های چدن نشکن آس‌تمپر شده را کاهش و درصد شکست نرم آن‌ها را افزایش داد.

مراجع

1. Kumari, U.R. and Rao, P.P. "Study of wear behaviour of austempered ductile iron", *Journal of Material Science*, v. 44, pp. 1082–1093, (2009).
2. Gregorutti, R., Laneri, K., Desimoni, J., and Mercader, R.C., "Study of the Austempering Transformation Kinetics in Compacted Graphite Cast Irons", Matallurgical and Materials Transactions, v. 35, pp. 103-110, (2004).
3 Salman, S., Findik, F., and Topuz, P., "Effects of various austempering temperatures on fatigue properties in ductile iron", Materials and Design, v. 28, pp. 2210–2214, (2007).
4. Putatunda, S.K., Singar, A.V., Tackett, R. and Lawes, G., "Development of A High Strength High Toughness Ausferritic Steel", Materials Science and Engineering, pp. 1-48, (2009).
5. Perez, M.J., Ciseneros, M.M., Mancha, H., Calderon, H.A. and Campos, R.E., "Experimental Study of the Thermal Stability of Austempered Ductile Irons", *Journal of Materials Engineering and Performance*, v. 11, pp. 519-526, (2002).
6. Batra, U., Ray, S. and Prabhakar, S.R., "Austempering and Austempered Ductile Iron Microstructure in Copper Alloyed Ductile Iron", *Journal of Materials Engineering Performance*, v. 12, pp. 426-29, (2003).
7. Bosnjak, B., Asanovic, V., Radulovic, B. and Pop-Tonev, K., "Influence of Microalloying and Heat Treatment on the Kinetics of Bainitic Reaction in ADI", *Journal of Materials Engineering and Performance*, v.10, n.2,pp.203-211, (2003).
8. Nofal, A.A. and Jekova, L., "Novel Processing Techniques and Applications of Austempered Ductile Iron", *Journal of the University of Chemical Technology and Metallurgy*, v. 44, pp. 213-228, (2009).
9. Owhadi, A., Hedjazi, J., Davami, P., Fazeli, M. and Shabestari, J.M., "Microsegregation of manganese and silicon in high manganese ductile iron". Materials Science and Technology, v.13, pp. 813-817, (1997).
10. Nofal, A.A., El-din, H.N. and Ibraham, M.M., "Thermomechanical Treatment of Austempered Ductile Iron", Proceedings of the 8th Symposium on Science and Processing of Cast Iron SPCI-8, Beijing, China, pp. 397-402, (2006).
11. Datta, N.K. and Engel, N.N., "Electron Microprobe Study of the Distribution of Si, Cu, Ni, Mn, Mo, and Cr in Ductile Iron", AFS. Trans., v. 84, pp. 431-436, (1976).
12. Lin, B.Y., Chen, E.T. and Lei, T.S., "The Effect of Segregation on the Austempering Transformation and Toughness of Ductile Irons" .*Journal of Materials Engineering and Performance*, v. 7, n. 3, pp.

407-419, (1998).

13. Jolley, G., Grad, M.L., Gilbert, G.N.J. and Mesh, G., "Segregation in Nodular Iron and its Influence on Mechanical Properties." The British Foundryman, pp. 72-97, (1967).

14. Purdy, G.R., Malakhov, D.V. and Guha, A., "Homogenization of multicomponent alloy via partial melting", *Journal Phase Equilibrium*, v. 22, n. 4, pp. 439–450, (2001).

15. Nili-Ahmadabadi, M. and Mosallaiee-Pour, M., "Homogenization of ductile iron using partial melting aided by modeling", Materials Science and Engineering, v. 373, pp. 309–314, (2004).

16. Stadelmaier, H., "Über Sphärolithenbildung in Metallschmelzen", Z.Metallkunde, pp. 601-604, (1960).

17. Metals Handbook, vol. 15, ASM International Publication, pp. 168–185, (1990).

18. Cullity, D., "Elements of X-Ray Diffraction", Addison Wesley Publishing Company, MA, pp. 390-96, (1956).